

(19)



JAPANESE PATENT OFFICE

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **60245768 A**

(43) Date of publication of application: **05.12.85**

(51) Int. Cl

C22C 38/04
C22C 38/54
C22C 38/58

(21) Application number: **59101732**

(22) Date of filing: **22.05.84**

(71) Applicant:

NIPPON STEEL CORP

(72) Inventor:

HONMA HIROYUKI
OKITA SHIGERU
MATSUDA SHOICHI
MUKAI TOSHIO

(54) HIGH TOUGHNESS STEEL FOR WELDING

(57) Abstract:

PURPOSE: To obtain a high toughness steel for welding whose notch toughness at welding heat affected zone is improved, by containing Ti oxide, composite body of Ti oxide and Ti nitride whose particle diameter is specified, into a steel contg. Mn, etc. as basic component.

CONSTITUTION: The welding high toughness steel contains by weight, $\leq 0.18\%$ C, $\leq 0.80\%$ Si, $0.40\% \text{W} 2.0\%$ Mn, $\leq 0.020\%$ S, $\leq 0.0060\%$ Al, $\leq 0.0050\%$ N as basic

components, and one kind or more of Ti oxide, or composite body of Ti oxide and Ti nitride of $0.1\text{W}3.0\mu$ particle diameter, $5 \times 10^3 \text{W}1 \times 10^7$ pieces/mm³ particle number. If necessary, suitable quantities of Cr, Ni, Mo, V, Nb, B, Cu, etc. are contained. The adding compounds such as Ti oxide, etc. exist stably at high temp. during welding heat cycle, accelerate nucleus generation of ferrites in grain during $\gamma\text{W}\alpha$ transformation and refine the ferrites. Consequently, the notch toughness at welding heat affected zone in large steel structure is improved.

COPYRIGHT: (C)1985,JPO&Japio

⑯ 日本国特許庁 (JP)

⑪ 特許出願公開

⑫ 公開特許公報 (A) 昭60-245768

⑬ Int. Cl.

C 22 C 38/04
38/54
38/58

識別記号

府内整理番号

⑬ 公開 昭和60年(1985)12月5日

7147-4K
7147-4K
7147-4K

審査請求 未請求 発明の数 4 (全 8 頁)

⑭ 発明の名称 溶接用高韌性鋼

⑮ 特願 昭59-101732

⑯ 出願 昭59(1984)5月22日

⑰ 発明者 本間 弘之 相模原市淵野辺5-10-1 新日本製鐵株式会社第2技術研究所内
⑰ 発明者 大北 茂 相模原市淵野辺5-10-1 新日本製鐵株式会社第2技術研究所内
⑰ 発明者 松田 昭一 相模原市淵野辺5-10-1 新日本製鐵株式会社第2技術研究所内
⑰ 発明者 向井 俊夫 川崎市中原区井田1618 新日本製鐵株式会社第1技術研究所内
⑰ 出願人 新日本製鐵株式会社 東京都千代田区大手町2丁目6番3号
⑰ 代理人 弁理士 小更 清一

明細書

1. 発明の名称

溶接用高韌性鋼

2. 特許請求の範囲

(1) 重量%で

C 0.18%以下

Si 0.80%以下

Mn 0.40~2.0%

P 0.020%以下

S 0.020%以下

Al 0.0060%以下

N 0.0050%以下

を基本成分とし、且つ粒子径が0.1~3.0μ、粒子数が $5 \times 10^3 \sim 1 \times 10^7$ ケ/mm³のTi酸化物、あるいはTi酸化物とTi窒化物との複合体のいずれか1種あるいは2種を含有することを特徴とする溶接用高韌性鋼

(2) 重量%で

C 0.18%以下

Si 0.80%以下

Mn 0.40~2.0%

P 0.020%以下

S 0.020%以下

Al 0.0060%以下

N 0.0050%以下

を基本成分とし、さらに

Cr 2%以下

Ni 5%以下

Mo 0.5%以下

V 0.15%以下

Nb 0.15%以下

B 0.003%以下

Cu 2%以下

の1種又は2種以上を含有し、且つ粒子径が0.1~3.0μ、粒子数が $5 \times 10^3 \sim 1 \times 10^7$ ケ/mm³のTi酸化物あるいはTi酸化物とTi窒化物との複合体のいずれか1種あるいは2種を含有することを特徴とする溶接用高韌性鋼

(3) 重量%で

C 0.18%以下

Si 0.80%以下

Mn 0.40~2.0%

P 0.020%以下

S 0.020%以下

Al 0.0060%以下

N 0.0050%以下

を基本成分とし、さらに希土類元素、Ca, Mg, Zrの1種又は2種以上を合計で0.0050%以下含有し、且つ粒子径が0.1~3.0μ、粒子数が $5 \times 10^3 \sim 1 \times 10^7$ ケ/mm³のTi酸化物あるいはTi酸化物とTi窒化物との複合体のいずれか1種あるいは2種を含有することを特徴とする溶接用高韌性鋼。

(4) 重量%で

C 0.18%以下

Si 0.80%以下

Mn 0.40~2.0%

P 0.020%以下

S 0.020%以下

Al 0.0060%以下

N 0.0050%以下

を基本成分とし、さらに

Cr 2%以下

Ni 5%以下

Mo 0.5%以下

V 0.15%以下

Nb 0.15%以下

B 0.003%以下

Cu 2%以下

の1種又は2種以上を含有し、又さらに希土類元素、Ca, Mg, Zrの1種又は2種以上を合計で0.0050%以下含有し、且つ粒子径が0.1~3.0μ、粒子数が $5 \times 10^3 \sim 1 \times 10^7$ ケ/mm³のTi酸化物あるいはTi酸化物とTi窒化物との複合体のいずれか1種あるいは2種を含有することを特徴とする溶接用高韌性鋼

発明の詳細な説明

産業上の利用分野

本発明は、溶接性の優れた鋼材に係り、特に溶接熱影響部の切欠韌性の優れた鋼材に関するもの

である。

従来技術及び問題点

近年、船舶、貯槽、海洋構造物など大型鋼構造物の材質特性に対する要求値は厳しくなっており、とくに溶接部の低温韌性を向上することが望まれている。一般に鋼材をサブマージアーチ溶接、エレクトロガス溶接、ないしはエレクトロスラグ溶接などの自動溶接法で溶接すると、溶接部のうち母材と溶接金属との境界部（以後溶接ボンド部と称する）、ならびに溶接ボンド部近傍の溶接熱影響部（以後HAZと称する）の韌性が最も低下するものが普通であり、その原因は主としてオーステナイト結晶粒の粗大化にあるとされている。

そこで従来溶接ボンド部とHAZの韌性向上対策として、これら部分の組織を微細化する方法が各種提案されている。

その一つとして、例えば鉄と鋼第65年第8号1232頁に見られるようにTiNを微細析出させて50kg/mm²級鋼板の大入熱溶接時のHAZ韌性を改善する手段がとられている。しかしこれら析出物

を有効活用するためには、製鋼、もしくは、圧延工程を厳密に制御して鋼中に該析出物を均一微細に分散させる必要がある。さらに折角このように分散させても溶接時、特に大入熱溶接時に析出物が溶解、もしくは粗大化してしまい溶接ボンド部、HAZ、特にHAZ粗粒域において所期の効果が得られないという問題があった。

また、溶接学会誌第52巻第2号49頁には、TiNに加えCaを添加して、微細CaOを形成させ、オーステナイト粒の微細化をはかるとともに、酸化物の周囲にフェライトを核生成させ、フェライトを微細化する手段も提案されている。しかしTiNが上述の如く溶接熱サイクル時に溶解してオーステナイト粒粗大化防止の効力を失う一方、十分な量の微細酸化物を粗大介在物の生成を誘起せずに鋼中に存在させることが困難なため、溶接ボンド部が脆化する問題を完全に解決するにいたっていない。

一方特公昭55-31389号公報には、REM+B添加によりオーステナイト粒内のフェライトの微

細化をはかることのできる入熱 100,000 ジュール/cm 以上の大入熱用非調質鋼のボンド靭性向上効果が開示されている。しかしこの鋼の溶接ボンド部の靭性は、入熱 100 KJ/cm 以上では 0 ℃において 25~30 kg·m と比較的良好な値を示す一方、入熱 30, 60 KJ/cm の場合、0 ℃においてそれぞれ 6 および 10 kg·m とかならずしも十分な靭性ではない。

昨今の海洋構造物溶接部の靭性要求値はますますシビア化していて、-40 ℃で 3.5 kg·m 程度の靭性値が要求されることを考慮すると REM+B 効果では十分な対応ができないことは明らかである。

また本発明者らの一部は、溶接用鋼に TiO_x (x: 0.65~1.3) を存在させることにより溶接ボンド、HAZ 部の靭性を著しく改良できることを先に特開昭 57-51248 号公報において開示した。

しかし TiO_x を含む鋼の大入熱溶接部のボンド部の靭性は何れも従来鋼のそれにくらべれば良好であるが、母材靭性にくらべれば不十分なものであった。また検討の対象を AL キルド鋼としていて、

KJ/cm² にてビードオンプレートのサブマージアーク溶接を行って、溶接ボンド部、ならびに HAZ 粗粒域のミクロ組織を詳細に観察した所、Ti 酸化物を含有する鋼の場合、溶接ボンドから HAZ・粗粒域にかけて該化合物からの顕著なフェライト核生成現象が観察された。一方他の酸化物を含む鋼にはこの現象は観察されなかった。なお酸化物の固定は X 線マイクロアナクシス法で行ったが、Ti 酸化物と Ti 硬化物との複合体であってもフェライト核生成が顕著であった。

発明の構成

本発明は以上のような知見に基づいてなされたものであって、その要旨とする所は、

(1) 重量 % で C 0.18 % 以下、Si 0.80 % 以下、Mn 0.40~2.0 %、P 0.020 % 以下、S 0.020 % 以下、Al 0.0060 % 以下、N 0.0050 % 以下を基本成分とし、且つ粒子径が 0.1~3.0 μ、粒子数が $5 \times 10^3 \sim 1 \times 10^7$ ケ/mm³ の Ti 酸化物、あるいは Ti 酸化物と Ti 硬化物との複合体のいずれか 1 種あるいは 2 種を含有することを特徴とする溶接用高靭性鋼。

Ti 酸化物の有効な成分系を十分に検討したとはいがたい。

発明の目的

本発明の目的は、このような問題点を解決するためになされたもので、溶接熱サイクル時、高温で安定に存在し、かつ $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態時に粒内フェライトの核生成を促進してフェライトの微細化能を持つ化合物を含有する溶接用鋼を提供することにある。

本発明者らは鋼中に存在する各種酸化物とフェライト核生成能との関係を明らかにするために、次の如き実験を行った。

即ち、0.08 C~1.4 Mn を主成分とし、残部が鉄および不可避の不純物からなる溶鋼を作り、酸素濃度を 60±30 ppm に調整した後、Ti, Si, Al, La, Ca, Y, Ta, Zr を各々単独に 0.02 重量 % 相当添加して各々の酸化物を形成せしめ、ただちに造塊して計 8 本の小鋼塊を得た。ついで該鋼塊を 1,200 ℃にて 30 分加熱後 950 ℃で仕上圧延し、1.25 mm 厚の鋼板を得、ついでこの鋼板を入熱 70

溶接用高靭性鋼、

(2) 重量 % で C 0.18 % 以下、Si 0.80 % 以下、Mn 0.40~2.0 %、P 0.020 % 以下、S 0.020 % 以下、Al 0.0060 % 以下、N 0.0050 % 以下を基本成分とし、さらに Cr 2 % 以下、Ni 5 % 以下、Mo 0.5 % 以下、V 0.15 % 以下、Nb 0.15 % 以下、B 0.003 % 以下、Cu の 2 % 以下の 1 種又は 2 種以上を含有し、且つ粒子径が 0.1~3.0 μ、粒子数が $5 \times 10^3 \sim 1 \times 10^7$ ケ/mm³ の Ti 酸化物あるいは Ti 酸化物と Ti 硬化物との複合体のいずれか 1 種あるいは 2 種を含有することを特徴とする溶接用高靭性鋼。

(3) 重量 % で C 0.18 % 以下、Si 0.80 % 以下、Mn 0.40~2.0 %、P 0.020 % 以下、S 0.020 % 以下、Al 0.0060 % 以下、N 0.0050 % 以下を基本成分とし、さらに希土類元素、Ca, Mg, Zr の 1 種又は 2 種以上を合計で 0.0050 % 以下含有し、且つ粒子径が 0.1~3.0 μ、粒子数が $5 \times 10^3 \sim 1 \times 10^7$ ケ/mm³ の Ti 酸化物あるいは Ti 酸化物と Ti 硬化物との複合体のいずれか 1 種あるいは

2種を含有することを特徴とする溶接用高韧性鋼、

(4) 重量%でC 0.18%以下、Si 0.80%以下、Mn 0.40~2.0%、P 0.020%以下、S 0.020%以下、Al 0.0060%以下、N 0.0050%以下を基本成分とし、さらにCr 2%以下、Ni 5%以下、Mo 0.5%以下、V 0.15%以下、Nb 0.15%以下、B 0.003%以下、Cu 2%以下の1種又は2種以上を含有し、又さらに希土類元素、Ca、Mg、Zrの1種又は2種以上を合計で0.0050%以下含有し、且つ粒子径が0.1~3.0μ、粒子数が 5×10^3 ~ 1×10^7 ケ/mm³のTi酸化物あるいはTi窒化物とTi窒化物との複合体のいずれか1種あるいは2種を含有することを特徴とする溶接用高韧性鋼である。

以下に本発明をさらに詳細に説明する。

先ず、本発明鋼における各成分の限定理由は次の通りである。

Cを0.18%以下とした理由は、鋼の溶接性の点からはCの低いことが望ましいが、所要の強度を

確保するため、0.18%まで許容し、上限を0.18%とした。

Siは強度確保、溶鋼の予偏脱酸のために添加されるが、0.80%を超すと韧性を損うため、上限を0.80%とした。

Mnを0.40~2.0%としたのは、母材の強度と韧性を与えるためにはMnは0.40%以上必要であるが、溶接割れ性等の許容できる範囲で最高2.0%とした。

Pについては、母材韧性を確保する上から低い方が望ましく、上限を0.020%とした。

Sについては、母材韧性解消のためにも低いことが望ましく、上限を0.020%とした。

Alは予偏脱酸、母材の韧性向上のために添加されるが、0.0060%超の場合、フェライト核生成能に効果あるTi酸化物が生成し難くなるとともにTiNが独立に生成し易くなつて大入熱溶接時の溶接ボンド部の韧性を劣化させるので、Alは0.0060%以下とすべきである。

Nを0.0050%以下とした理由は、溶接ボンド

部の韧性を確保する上から低い方が望ましく、上限を0.0050%としたもので、0.0050%超の場合、TiNが独立に生成し易くなり、これが溶接熱サイクル時に分解して固溶Nが生成し、韧性を劣化させてるので、Nは0.0050%以下とすべきである。

以上が本発明鋼の基本成分であるが、母材の組織を改善し、強度・韧性を与える目的でCr、Ni、Mo、V、Nb、B、Cuの1種又は2種以上含有することができる。

Crは焼入性の増加による母材の強度向上ならびに組織の微細化に有効であるが、2%を超すとHAZの硬化性を高め割れ感受性を高めるので上限を2%とした。

Niは、母材の韧性及び強度を向上させるために添加されるが、5%を超すと、HAZの硬化性を高めるため上限を5%とした。

Moも焼入性の増加による母材の強度向上、組織の微細化に有効であるが、0.5%を超すとHAZの硬化性を高めるので上限を0.5%とした。

Vは炭、窒化物を形成して母材の強度向上、粒度細化に有効であるが、0.15%を超すとHAZの韧性劣化をひきおこすので上限を0.15%とした。

NbについてもVと効果は同じであるが、0.15%を超すとHAZの韧性劣化をひきおこすので上限を0.15%とした。

Bは母材の焼入性の増加による強度を向上させ、HAZ粗粒域の初析フェライト低減のために添加されるが、0.003%を超すと、HAZの割れ感受性を高めるので上限を0.003%とした。

Cuは母材の強度を向上するため添加されるが、2%を超すとHAZの割れ感受性を高める傾向があるため、上限を2%とした。

また本発明においては、HAZの結晶粒粗大化防止のため、すなわち酸化物、硫化物、もしくは窒化物、およびこれらの混合微小析出物形成元素としての役割を果たせるため、原子番号57~71番のランタノイド系元素およびYの1種以上からなる希土類元素、Ca、Mg、Zrの1種又は2種以上を添加することができる。

希土類元素は酸化物、硬化物、もしくは酸・硫化物を形成させ、HAZの結晶粒粗大化防止をはかるために、また母材の方向性の解消のために添加される。

Caは硫化物の形状制御のため添加される。

MgはCaと同様に硫化物の形状制御に有効である。

Zrは窒化物を形成してHAZの結晶粒粗大化防止に有効である。

しかしこれら元素の1種又は2種以上の合計が0.0050%超となると、フェライト核生成に効果のあるTi酸化物が生成し難くなるとともにTiNが単独に生成し易くなつて大入熱溶接時のボンド韧性を劣化させて上限を0.0050%とした。

次に本発明の最大の特徴とする所は、溶接ボンド部、HAZの粗粒化域においてその冷却時 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態を制御して粒内フェライトを生成させるため、Ti酸化物もしくはTi酸化物とTi窒化物との複合体のいずれか1種、あるいは2種を含有することである。

而して、本発明者らの知見によれば該粒子径は

0.1~3.0 μ の範囲にないと有効な核生成箇所となり得ない。0.1 μ 未満の径では核生成効果は極めて弱くなる。また3.0 μ 超になるとフェライト核生成能はあるが、形成されるフェライト径自体が大きくなると共にそれ自身が破壊の発生箇所となり易くなりHAZ韧性が低下する。

さらに、該化合物粒子数が 5×10^3 ケ/ mm^3 未満では、大入熱溶接時に十分なフェライト核生成能が得られない。 5×10^3 ケ/ mm^3 以上の該粒子を存在させる必要がある。粒子数が増加するに従つて、得られるフェライトは微細化して溶接ボンド部、HAZ粗粒域の韧性が向上するが 1×10^7 ケ/ mm^3 超となると母材の延性が低下する傾向があるので、粒子数の上限は 1×10^7 ケ/ mm^3 でなければならない。

なお、Ti酸化物、もしくはTi酸化物とTi窒化物との複合体の含有量については特に定めないが、Ti量に換算して鋼中に0.003~0.05%存在すれば十分な効果が期待される。この場合Ti量が0.003%未満ではフェライトの核生成を促進させるに足る上記化合物を十分に生成することがむず

かしい。また0.05%超では清浄度が低下して母材の韧性を低下させるおそれがあり望ましくない。

上記化合物の添加法は、溶鋼にスボンジチタンあるいはフェロチタン等のチタン、もしくはチタン合金を添加して上記化合物を生成させ、そのまま鋳造して鋼塊もしくは鋼片としてもよいし、あらかじめ前記粒度の範囲内に調整したTi酸化物、あるいはTi酸化物とTi窒化物との複合体を溶鋼に噴射添加し、そのまま鋳造して鋼塊もしくは鋼片としてもよい。

また鋼材は通常の圧延ままのもの、制御圧延をしたもの、さらにこれに制御冷却を組合せたもの、および焼入れ、焼戻しまたは焼準および両者を組合せたものであつても、該化合物の効果は何らの影響を受けることはない。

次に本発明の効果を実施例によつてさらに具体的に述べる。

実施例

第1表は試作鋼の化学成分であつて、40から80キロ級鋼まで試作した。ここでa, b, c, g, j,

k, l, m, o, p, q, r, t, u, vは本発明例、d, e, f, h, i, n, s, w, xは比較例である。

これらの内、a, b, c, d, e, f, g, i, j, kは40キロ級鋼、h, l, o, p, q, r, s, wは50キロ級鋼、t, uは60キロ級鋼、m, n, v, xは80キロ級鋼である。

いずれの試作材も圧延により20および30mmの鋼板とし、それぞれX開先による両面一層溶接を行つた。20mm材に対しては電流700A、電圧32V、溶接速度30cm/分、入熱量45KJ/cmの1電極潜弧溶接、30mm材に対しては、電流1000A(L極)、950A(T極)、電圧36V(L極)、40V(T極)、溶接速度44cm/分、入熱100KJ/cmの2電極潜弧溶接を行い、第1図に示す如く鋼材5, 5'を溶接して溶接金属1を形成せしめた後、切欠位置4を溶接ボンド部6からHAZ側へ1mm入つた所としてシャルピー衝撃試験片3を採取し、試験を行つた。

溶接材料は試験結果の統一的解析のため、対応する40~80キロ級溶接材料によつた。

第1表には母材の化学成分とともに本発明の特徴である Ti 酸化物、 Ti 窒化物の有無、同化合物の平均粒径、粒子数を示す。

また第2表には HAZ の韌性を示す。同表から明らかのように本発明はいずれも比較例に比し高い HAZ 韌性を有することが明らかである。

すなわち、40キロ級鋼 a, b, c, d, e, f, g, i, j, k のうち本発明例 a, b, c, g, j, k は平均 $0.15\sim1.2\mu$ の Ti 酸化物、もしくは Ti 酸化物と Ti 窒化物との複合体を含み、粒子数も $6.5\times10^3\sim6.6\times10^6$ ケ/ mm^3 であって、入熱 100KJ/cm の溶接時、 -40°C の韌性も平均が $8.2\sim11.6\text{kg}\cdot\text{m}$ と良好であって最小値も $3.5\text{kg}\cdot\text{m}$ 以上と安定している。

一方比較例において、d鋼は Ti 酸化物を含有するが、 3μ 超のものも同時に存在し、 -40°C の韌性が平均値ではかろうじて $3.5\text{kg}\cdot\text{m}$ 以上であるが、最小値は $1.0\text{kg}\cdot\text{m}$ と低値を示した。

e鋼は Ti を全く含有しないためフェライトの核生成能が得られず、HAZ のフェライトが粗粒となり、韌性は極めて低かった。

f鋼は、Alが多いことと関連して Ti 酸化物が存在しないためフェライトが粗粒となり、 -40°C の韌性の平均値はともかくも最低値で $3.5\text{kg}\cdot\text{m}$ を下まわるものが出た。また i鋼は N の含有量が 0.0070% と高いため、含 Ti 酸化物が存在するにもかかわらず、最低値で $1.9\text{kg}\cdot\text{m}$ と低いものがあった。

次に 50キロ級鋼 h, l, o, p, q, r, s, w のうち、本発明例 l, o, p, q, r は、それぞれ適した粒径、粒子数の Ti 酸化物もしくは Ti 酸化物と Ti 窒化物の複合体を含み、その結果フェライトが微細化して韌性も良好である。すなわち平均粒径は $0.12\sim0.80\mu$ 、粒子数は $6.4\times10^4\sim6.6\times10^6$ ケ/ mm^3 の範囲にあり vE-40 も最低値も含めすべて $3.5\text{kg}\cdot\text{m}$ 以上となっている。

一方比較例 h は C が 0.24% と高いため vE-40 の最低値が $2.4\text{kg}\cdot\text{m}$ と低い値を示した。比較例 s は REM の添加量が 0.007% と高かったため含 Ti 酸化物の粒子数が 2.5×10^2 ケ/ mm^3 と十分に存在せずフェライトの細粒化が不十分で vE-40 値が $3.5\text{kg}\cdot\text{m}$

以下となつた。Alの添加量が多い (0.026%) w は、含 Ti 酸化物が皆無となり、これも十分な韌性が得られなかつた。

60キロ級鋼 t, u は本発明例で Ti 酸化物を適量含有し、入熱 45KJ/cm の vE-60 値も平均値が $10\text{kg}\cdot\text{m}$ 以上と優れた韌性を示した。

80キロ級鋼 m, n, v, x のうち本発明 m, v はそれぞれ適した粒径、粒子数の Ti 酸化物、もしくは Ti 酸化物と Ti 窒化物の複合体を含み、その結果フェライトが微細化し、韌性も良好である。

しかしながら比較例 n および Mg と Zr を過剰添加した x には含 Ti 窒化物しか存在せず、十分な韌性が得られなかつた。

第1表(1)

(wt%)

注 1	C	Si	Mo	P	S	Al	N	Ni	Cr	Mo	Nb	V	Ge	B	REM	Ca	Mg	Zr
* a	0.09	0.03	1.43	0.010	0.002	0.004	0.0019	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	
* b	0.08	0.13	1.07	0.009	0.001	0.004	0.0021	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	
* c	0.09	0.05	1.44	0.013	0.001	0.003	0.0034	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	
d	0.09	0.14	1.41	0.011	0.002	0.003	0.0035	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	
e	0.08	0.09	1.41	0.010	0.001	0.004	0.0035	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	
f	0.09	0.10	1.43	0.009	0.001	0.014	0.0036	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	
* g	0.16	0.18	1.05	0.015	0.006	0.003	0.0035	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	
h	0.24	0.17	1.01	0.014	0.005	0.004	0.0032	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	
i	0.10	0.03	1.45	0.009	0.003	0.002	0.0070	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	
* j	0.10	0.25	1.38	0.012	0.001	0.004	0.0019	0.46	—	—	—	—	—	—	—	—	—	
* k	0.10	0.26	1.37	0.008	0.002	0.003	0.0025	—	—	—	0.01	—	—	0.0012	—	—	—	
* l	0.10	0.26	1.29	0.009	0.003	0.004	0.0018	0.25	—	0.06	—	—	0.24	—	—	—	—	
* m	0.09	0.26	0.92	0.012	0.001	0.003	0.0042	—	0.83	0.12	—	0.02	—	0.0009	—	—	—	
n	0.09	0.21	1.06	0.009	0.002	0.012	0.0045	—	0.90	0.10	—	0.03	—	0.0011	—	—	—	
* o	0.12	0.32	1.35	0.011	0.001	0.004	0.0017	—	—	—	—	—	—	0.003	—	—	—	
* p	0.13	0.16	1.36	0.010	0.001	0.003	0.0019	—	—	—	—	—	—	0.002	—	—	—	
* q	0.13	0.17	1.35	0.009	0.002	0.002	0.0025	—	—	—	—	—	—	—	0.002	—	—	
* r	0.12	0.16	1.35	0.010	0.002	0.003	0.0032	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.003	
s	0.11	0.15	1.36	0.009	0.002	0.003	0.0035	—	—	—	—	—	—	0.007	—	—	—	
* t	0.05	0.21	1.73	0.012	0.003	0.004	0.0033	0.18	—	0.11	0.01	0.01	—	—	0.002	—	—	
* u	0.04	0.21	1.75	0.009	0.001	0.002	0.0020	0.21	—	0.07	0.01	—	0.20	0.0005	—	0.003	—	
* v	0.08	0.19	0.98	0.005	0.003	0.004	0.0033	1.05	—	0.30	—	0.02	—	0.0008	0.003	—	—	
w	0.05	0.19	1.75	0.010	0.002	0.026	0.0031	0.22	—	0.06	0.02	—	0.24	0.0004	—	0.008	—	
x	0.08	0.19	1.00	0.006	0.003	0.004	0.0035	1.01	—	0.28	—	0.02	—	0.0010	—	0.005	—	
																	0.009	

注1) * 本発明例

なし比較例

第1表(2)

(wt%)

	酸化物	塩化物	Ti酸化物、塩化物(注2)			
			平均粒径 (μ)	3 μ 超 粒子	粒子数 ($\text{ケ}/\text{mm}^3$)	Ti (%)
* a	○	×	1.0	N	6.5×10^3	0.023
* b	○	×	0.40	N	1.3×10^5	0.012
* c	○	△	0.15	N	6.6×10^6	0.024
d	○	△	2.5	Y	2.5×10^4	0.075
e	×	×	—	—	1.9×10^3	—
f	×	○	0.05	N	3.8×10^9	0.020
* g	○	△	0.90	N	6.3×10^4	0.013
h	○	△	0.85	N	4.8×10^4	0.012
i	○	△	0.25	N	7.5×10^8	0.023
* j	○	×	1.2	N	6.0×10^3	0.013
* k	○	△	0.75	N	2.2×10^4	0.016
* l	○	×	0.80	N	6.4×10^4	0.016
* m	○	△	0.55	N	3.2×10^4	0.010
n	×	○	0.45	N	4.6×10^6	0.015
* o	○	△	0.15	N	8.5×10^4	0.016
* p	○	△	0.20	N	4.5×10^4	0.015
* q	△	△	0.36	N	6.6×10^6	0.010
* r	△	○	0.12	N	6.0×10^6	0.009
s	△	○	0.15	N	2.5×10^2	0.010
* t	○	△	0.65	N	4.0×10^4	0.014
* u	○	△	0.50	N	7.3×10^6	0.018
* v	○	△	0.35	N	7.0×10^3	0.010
w	×	○	0.06	N	8.8×10^3	0.019
x	×	○	0.05	N	7.3×10^3	0.012

注2) 抽出レプリカにて20倍率写真撮影し、5,000~20,000倍の拡大写真から粒子径、粒子数を測定。
○存在、△わずかに存在、×存在せず、N 3 μ 超粒子なし、Y 3 μ 超粒子あり。

第2表

注1)

		母材の機械的性質				鋼板の処理	入熱45KJ/cmのHAZ 韧性		入熱100KJ/cm のHAZ 韧性	
		YS (kg/mm ²)	TS (kg/mm ²)	EL (%)	vTr _s (°C)		vE-30 (kg·m)	vE-60 (kg·m)	vE-40 (kg·m)	
*	a	33.2	45.6	38	-80	焼ならし	-	-	10.5/7.3	
*	b	30.6	44.3	40	-80	"	-	-	9.6/6.1	
*	c	33.3	46.1	39	-90	"	-	-	11.6/8.4	
	d	34.2	47.5	34	-70	"	-	-	39/1.0	
	e	32.5	44.8	36	-75	"	-	-	26/1.3	
	f	35.0	46.3	38	-85	"	-	-	64/1.5	
*	g	34.2	45.1	36	-50	圧延まま	-	-	8.2/4.6	
	h	34.9	51.3	35	-45	"	-	-	6.3/2.4	
	i	33.6	45.2	35	-45	"	-	-	7.7/1.9	
*	j	36.6	49.1	38	-70	"	-	25.3/22.6	10.1/7.6	
*	k	36.4	48.7	38	-65	"	-	23.7/20.1	8.8/7.2	
*	l	38.5	54.2	39	-70	"	-	22.9/20.6	9.3/8.4	
*	m	74.2	83.4	28	-85	焼入れ焼戻し	8.8/6.6	-	-	
	n	73.9	83.6	26	-80	"	6.2/1.9	-	-	
*	o	36.3	52.4	40	-100	圧延まま	-	26.5/24.2	11.3/7.5	
*	p	36.6	52.6	41	-105	"	-	24.5/23.9	10.2/6.9	
*	q	35.8	51.9	41	-100	"	-	-	10.4/7.2	
*	r	36.3	51.8	41	-100	"	-	-	8.8/7.6	
	s	36.1	52.5	40	-105	"	-	-	3.2/1.5	
*	t	49.7	63.6	40	-95	"	-	13.5/10.6	6.6/4.9	
*	u	50.6	62.0	37	-85	"	-	10.2/7.3	-	
*	v	73.2	83.6	29	-75	焼入れ焼戻し	9.6/7.3	-	-	
	w	46.6	55.2	39	-90	圧延まま	-	4.3/2.0	-	
	x	73.4	84.0	28	-75	焼入れ焼戻し	5.3/0.9	-	-	

注1) vET 平均値/最低値

発明の効果

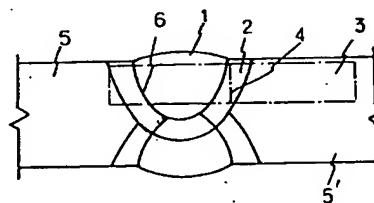
本発明の鋼は以上のとおり、溶接熱サイクル時、高温で安定に存在し、かつ $\tau - \alpha$ 変態時に粒内フェライトの核生成を促進してフェライトの微細化能を持つ化合物を含有し、溶接熱影響部における切欠韧性に優れ、最近の大型鋼構造物の材質特性に対する要求値を充分満足するものでその工芸的価値は極めて大である。

4. 図面の簡単な説明

第1図はシャルピー衝撃試験片の採取位置を示す断面説明図である。

- 1 … 溶接金属
- 2 … HAZ
- 3 … シャルピー衝撃試験片
- 4 … 同切欠位置
- 5, 5' … 被溶接鋼材
- 6 … 溶接ボンド部

第1図



出願人 新日本製鐵株式会社

代理人 弁理士 小更清一